



PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **09272923 A**(43) Date of publication of application: **21.10.97**

(51) Int. Cl.

C21D 9/46**C21D 8/02****C22C 38/00****C22C 38/38**(21) Application number: **08201784**(22) Date of filing: **31.07.96**(30) Priority: **09.02.96 JP 08 24123**(71) Applicant: **NKK CORP**(72) Inventor:
OGAWA KAZUHIRO
MATSUOKA HIDEKI
URABE TOSHIAKI
OMURA MASAKI(54) **MANUFACTURE OF HIGH STRENGTH HOT
ROLLED STEEL PLATE**

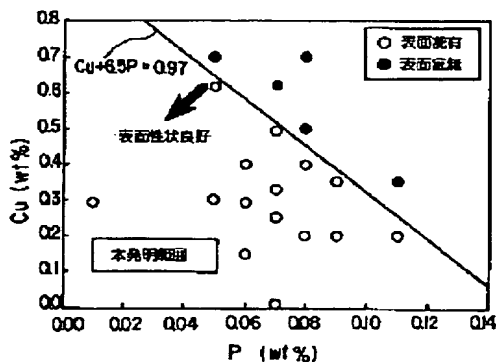
rate and coiled at 2500°C.

COPYRIGHT: (C)1997,JPO

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a method for manufacture of a hot rolled steel plate having high workability and high strength, excellent in surface characteristic, fatigue characteristic, and corrosion resistance, and suitable, in particular, for automobile under carriage parts, etc.

SOLUTION: A steel plate, which has a composition consisting of, by weight, 0.02-0.08% C, 21.5% Si, 22.0% Mn, 0.05-0.1% P, 20.005% S, 0.1-0.6% Cu, 20.06% Cr, and the balance essentially Fe and satisfying $Cu\%+6.5P\% \geq 0.97$, is manufactured. At this time, a steel prepared by means of continuous casting is heated to 21050°C surface temp., roughed, reheated to a temp. not lower than the Ac_3 transformation point after surface temp. is dropped to a temp. not higher than the Ar_3 transformation point, and hot-rolled at a finishing temp. not lower than the Ar_3 transformation point. The resultant steel plate is cooled from the finish rolling finishing temp. down to 2500°C at 30°C/sec cooling



(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平9-272923

(43)公開日 平成9年(1997)10月21日

(51)Int.Cl. ⁸	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 9/46			C 2 1 D 9/46	S
8/02		9270-4K	8/02	A
C 2 2 C 38/00	3 0 1		C 2 2 C 38/00	3 0 1 W
38/38			38/38	

審査請求 未請求 請求項の数4 O L (全 8 頁)

(21)出願番号 特願平8-201784

(22)出願日 平成8年(1996)7月31日

(31)優先権主張番号 特願平8-24123

(32)優先日 平8(1996)2月9日

(33)優先権主張国 日本 (J P)

(71)出願人 000004123

日本鋼管株式会社

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号

(72)発明者 小川 和洋

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(72)発明者 松岡 秀樹

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(72)発明者 占部 俊明

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(74)代理人 弁理士 鈴江 武彦 (外4名)

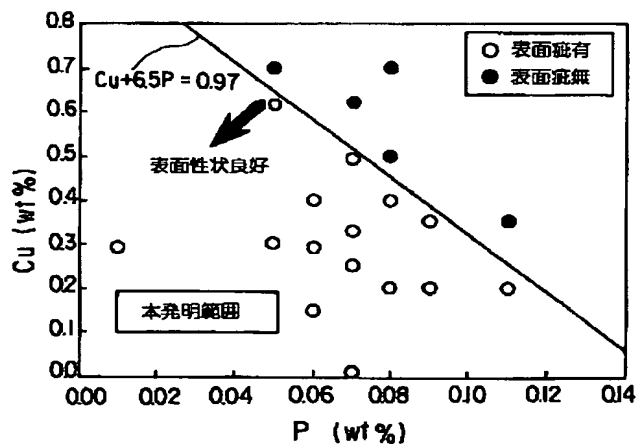
最終頁に続く

(54)【発明の名称】 高強度熱延鋼板の製造方法

(57)【要約】

【課題】表面性状が良好で疲労特性に優れ、かつ、耐食性にも優れた、特に自動車足廻り用部品等に適する高加工性高強度熱延鋼板の製造方法を提供する。

【解決手段】重量%で、C:0.02~0.08%、Si:1.5%以下、Mn:2.0%以下、P:0.05~0.1%、S:0.005%以下、Cu:0.1~0.6%、および、Cr:0.06%以下を含有し、且つ、 $Cu + 6.5P \leq 0.97$ を満足し、残部は実質的にFeよりなる組成を有する鋼板を製造する方法において、連続铸造により製造された鋼を表面温度1050℃以下に加熱し、次いで、粗圧延後表面温度が A_{r3} 変態点以下に低下した後に A_{c3} 変態点以上の温度域に再加熱し、 A_{r3} 変態点以上の仕上げ温度で熱間圧延を行い、仕上げ圧延終了温度から500℃以下まで30℃/sec以上の冷却速度で冷却し、500℃以下で巻き取る高強度熱延鋼板の製造方法。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、C：0.02～0.08%、Si：1.5%以下、Mn：2.0%以下、P：0.05～0.1%、S：0.005%以下、Cu：0.1～0.6%、および、Cr：0.06%以下を含有し、且つ、下記(1)式、

$$Cu\% + 6.5P\% \leq 0.97 \cdots (1)$$

を満足し、残部は実質的にFeよりなる組成を有する鋼板を製造する方法において、

連続鋳造により製造された鋼を表面温度1050℃以下に加熱する工程と、

加熱された鋼を粗圧延後、表面温度が A_{r3} 変態点以下に低下した後に、 A_{c3} 変態点以上の温度域にオンライン上で再加熱し、 A_{r3} 変態点以上の仕上げ温度で熱間圧延を行なう工程と、

仕上げ圧延終了温度から500℃以下まで30℃/sec以上の冷却速度で冷却し、500℃以下で巻き取る工程と、

を備えたことを特徴とする高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項2】 鋼板は、重量%で、Mo：0.1～0.3%、及び、 $Ti：0.04 \leq Ti - (48/14 \times N + 48/32 \times S) \leq 0.1$ を満たす量（ただし、N含有量は、0.005%以下である。）の1種又は2種をさらに含有することを特徴とする請求項1に記載の高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項3】 鋼板は、重量%で、Nb：0.005～0.020%をさらに含有することを特徴とする請求項1又は2に記載の高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項4】 鋼板は、重量%で、Ca、Zr、REMの少なくとも1種をSに対して等量以上0.1%以下になるように含有することを特徴とする請求項1乃至3のいずれかに記載の高強度熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、表面性状が良好で疲労特性に優れ、かつ、耐食性にも優れた自動車足廻り用部品等に適する高加工性高強度熱延鋼板の製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】近年、自動車の省エネルギー化や地球環境汚染防止等を目的とした車体の軽量化が進められている。軽量化の手段として、高強度鋼板への材料変更が試みられており、特に、自動車足廻り部品のゲージダウンは軽量化の最も有効な手段である。しかし、高強度鋼板を用いゲージダウンする場合には、高強度鋼板特有の性質を考慮しなければいけない。例えば、高強度になるほど疲労強度に及ばず切り欠き感受性が上昇することが一般的に知られており、切り欠き等の無い状態で使用することが好ましい。

【0003】一般に平滑材の疲労強度は引張強度に比例

(2)

して上昇する。しかし、表面性状が劣化している鋼板は、切り欠きが無くとも表面の粗い部分が切り欠き同様に作用し、疲労特性の低下が懸念される。そのため、表面性状が良好で疲労特性に優れた鋼板が要求されている。

【0004】また、板厚の薄い鋼板が腐食すると、肉渡せにより強度の低下が著しくなる。さらに、耐食性不良の鋼板では、錆落ち等により表面性状が劣化するため、疲労特性確保のためにも優れた耐食性を持つ鋼板が要求されている。

【0005】しかしながら、自動車足廻り用部品等に使用する際には複雑な形状に加工されるため、疲労特性や耐食性も保持しつつ、優れたプレス成形性、特に、伸びフランジ性も兼ね備えている必要がある。

【0006】従来、優れた耐食性を得るために、PとCuを複合添加する技術が提案されている（例えば、特開平3-82708号公報など）。しかし、Cu含有鋼を熱間圧延する場合、表面疵が問題となり、表面性状が劣化する。これは、以下の機構によるものである。Cuを含有するスラブを長時間酸化雰囲気中で加熱すると、Cuは酸化されていないためにスケール直下に濃化して、Cu富化相が形成される。そして、このCu富化相の融点は比較的低いので、通常のスラブ加熱温度である1050℃超では、Cu富化相は融液となり、これがオーステナイト粒界に浸透して熱間圧延時に表面割れ、すなわちCu疵を発生させ、表面品質を劣化させる、というものである。

【0007】Cu含有鋼にはNiを所定量添加することにより、表面疵の生成を抑制する方法が提案されているが、Niは希少金属であり、かつ高価であるため、出来る限り添加を控えることが望ましい。特開昭56-68513号公報では、Cu添加鋼でスラブ加熱時間と加熱炉抽出温度を規定することでCu疵を抑制できるとしている。しかし、P-Cu複合添加鋼の場合、PとCu富化層の融点が顕著に下がるため、Cu単独添加鋼より表面疵が発生しやすくなる。

【0008】一方、特開平5-017826号公報では、Ni無添加で、P：0.03～0.20%、Cu：0.1～0.5%を含み、かつ、 $Cu + 2P < 0.6\%$ の関係を満たす鋼を1150℃以上の温度に維持した後、鋼表面を1050℃以下で熱間圧延することにより、Cuを再び溶融させないことでCu疵の発生を抑えている。しかし、熱間圧延開始温度を低くしすぎると、仕上げ温度が保持できず、延性および成形性が著しく低下するため、自動車足廻り用部品のように複雑な形状にプレス加工することが困難になるという問題がある。さらに、低温になると鋼材の変形抵抗が大きくなり、高強度鋼板では、圧延負荷が大きくなるため、設備寿命の点からも不利となる。また、スラブ加熱温度を下げると、スラブ表面に形成される一次スケールの成長が抑制され、スケールの

剥離性が悪くなる。このため、スラブ表面にスケールが残ったまま熱間圧延されやすく、酸洗後の表面性状が劣化しやすいことも問題である。

【0009】

【発明が解決しようとする課題】本発明は上記の課題を解決すべくなされたもので、その目的とするところは、優れた耐食性を維持しつつ、表面性状が良好で優れた疲労特性を持つ自動車足廻り部品等に適した高加工性高強度熱延鋼板の製造方法を提供するものである。

【0010】

【課題を解決するための手段】すなわち、本発明は、重量%で、C:0.02~0.08%、Si:1.5%以下、Mn:2.0%以下、P:0.05~0.1%、S:0.005%以下、Cu:0.1~0.6%、および、Cr:0.06%以下を含有し、且つ、下記(1)式、

$$Cu\% + 6.5P\% \leq 0.97 \dots (1)$$

を満足し、残部は実質的にFeよりなる組成を有する鋼板を製造する方法において、連続鋳造により製造された鋼を表面温度1050℃以下に加熱する工程と、加熱された鋼を粗圧延後、表面温度が A_{r3} 変態点以下に低下した後に、 A_{c3} 変態点以上の温度域にオンライン上で再加熱し、 A_{r3} 変態点以上の仕上げ温度で熱間圧延を行なう工程と、仕上げ圧延終了温度から500℃以下まで30℃/sec以上の冷却速度で冷却し、500℃以下で巻き取る工程とを備えたことを特徴とする高強度熱延鋼板の製造方法である。

【0011】そして、前記鋼板が、重量%で、Mo:0.1~0.3%、Ti:0.04% \leq Ti%-(48/14×N%+48/32×S%) \leq 0.1%を満たす量(ただし、N含有量は、0.005%以下である。)の1種又は2種を含んでもよく、Nb:0.005%~0.020%を含有させることも可能である高強度熱延鋼板、或いはさらに、Ca、Zr、REMの少なくとも1種をSに対して等量以上0.1%以下を含有する高強度熱延鋼板の製造方法である。この方法では、疲労特性および耐食性に優れた高加工性の鋼板を得ることができる。

【0012】

【発明の実施の形態】以下、本発明を詳細に説明する。まず、本発明方法で得られ鋼板の化学成分の添加理由及び限定理由を説明する。

【0013】C:0.02~0.08重量%

Cは合金元素の中でも特に強度上昇効果が大きい元素であるが、耐食性に悪影響を及ぼす元素である。さらに自動車足廻り用鋼板として使用するためには高い加工性が必要であるため、加工性を劣化させるCの添加はできるだけ抑えるべきである。本発明では、硬化相を生成する上で最低0.02重量%必要であり、一方、0.08重量%を越えて含有させると耐食性および加工性が劣化する

(3)

ため、上限を0.08重量%とした。

【0014】Si:1.5重量%以下

Siは加工性を劣化させることなく、フェライトを固溶強化し、強度-加工性のバランスを良好にする効果を有する。フェライトの固溶強化元素として利用する場合には、要求される強度レベルに応じて所要量を添加すべきであり、Si含有量の下限値を特に規定する必要はない。一方、Siは耐食性に対しては無害であるが、1.5重量%を越える過剰な添加は多量の赤スケール発生による表面性状の劣化、スラブ割れ等の問題があるため、上限を1.5重量%と規定した。

【0015】Mn:2.0重量%以下

Mnは、焼入れ性を向上し、鋼の強度確保に有効であると共に、残留オーステナイトを安定化する作用を有する元素である。Mn含有量の下限値を特に規定する必要はないが、固溶強化元素として利用する場合には、要求される強度レベルに応じて所要量を添加すべきである。しかし、過剰な添加は耐食性を劣化させることや、フェライトが十分に生成せずに加工性劣化を招くこと、あるいは熱間圧延時の割れ感受性が高まるため、上限を2.0重量%とした。

【0016】P:0.05~0.1重量%

Pは固溶強化により、鋼板の強化に有効であると共に、耐食性の面でも好ましい元素である。特に、孔食に対する腐食速度を著しく低下させる。これらの作用を果たすためには0.05重量%以上の添加が必要である。しかし、過剰の添加は、鋼の粒界強度を低下させ脆性が低下してしまうことや、加工性を劣化させるため、0.1重量%を上限とした。

【0017】S:0.005重量%以下

SはMnS等の非金属介在物を生成し、延性、伸びフレンジ性を劣化させるので、含有量は少ない方が好ましい。さらに、MnSは鋼板が腐食する環境において溶出しやすい介在物であり、耐食性に悪影響を及ぼすため、Sは極力低減させることが重要である。材料の耐食性はS量の低減によって向上するが、製鋼時の経済性を考慮して0.005重量%を上限とした。

【0018】Cu:0.1~0.6重量%

CuはPと複合添加することにより、耐食性の向上に寄与する元素である。特に孔食に対する腐食速度を著しく低下させる。さらに、軟質なフェライト相を強化し、疲労強度を向上させる効果がある。このような作用を発揮するためには、その含有量を0.1重量%以上にすることが必要である。しかしながら、過剰に添加すると、熱間圧延時に赤熱脆化により表面疵が発生し、疲労強度を低下させる可能性がある。これはNi添加により防止することが可能であるが、Niは希少元素であり、且つ、高価であるため、無添加が望ましい。しかしCuの含有量が0.6重量%超であるとCu疵が発生しやすくなる。これらを考慮して、Cu:0.1~0.6重量%とした。

【0019】 $Cu\% + 6.5P\% \leq 0.97$

CuとPとを複合添加すると、Cu富化相にPが濃化しそのCu富化相の融点が低下するため、Cuを含有し、Pを含有しない鋼板よりもCu疵が発生しやすくなり、大幅に表面性状が劣化する。その関係を図1に示すと、図から明らかなように、 $Cu\% + 6.5P\%$ の値が0.97超では、鋼板表面にCu疵が発生する。

【0020】従って、CuとPの含有量の間に $Cu\% + 6.5P\% \leq 0.97$ の関係が満たされるようにCu、Pの含有量を限定する。

Cr: 0.06重量%以下

Crは、塩化物イオンが存在する環境下においては孔食をもたらす元素であり、耐食性の観点からは好ましくない。製造上不可避免的に混入した場合には、耐食性に影響を及ぼさない範囲、即ち0.06重量%以下とする必要がある。

【0021】上述した元素の他に、MoとTiの1種又は2種さらには／またはNbを含有させてもよい。

Mo: 0.1~0.3重量%

MoはPおよびCuとの複合添加により耐食性を向上させる働きを有する元素である。特に、耐孔食性を向上させる。また、高強度化にも有利な元素である。特に、板厚が厚くなり冷却速度が確保できない場合には、さらに有効に作用する。Mo添加量が0.1重量%未満では所望の効果(耐食性、強度は向上)を得ることができない。一方、0.3重量%を越えて添加しても、その効果は飽和すると共に不経済となる。従って、0.3重量%を上限と規定した。

【0022】 $Ti: 0.04\% \leq Ti\% - (48/14 \times N\% + 48/32 \times S\%) \leq 0.1\%$

Tiは耐食性の向上および溶接性、特に溶接熱影響部の軟化抑制に効果のある元素である。P、Cu、Mo共存下でTiを添加すると、そのメカニズムは明確ではないが、耐食性が向上する。すなわち、鋼中に固溶Tiが存在すると、溶接後の冷却時に、TiCが析出して、熱影響部を強化し、溶接熱影響部の軟化を抑制することができる。また、Tiは耐食性に悪影響を及ぼすMnSを低減させて、伸びフランジ性を向上させる元素である。これらの効果は、 $0.04 \leq Ti\% - (48/14 \times N\% + 48/32 \times S\%) \leq 0.1$ を満足する範囲内のTiを含有することによって得られる。 $Ti - (48/14 \times N\% + 48/32 \times S\%)$ が0.04重量%未満では所望の効果を得ることができず、0.1重量%以上では、特に溶接熱影響部の軟化抑制効果が飽和して無意味であると同時に不経済である。なお、Nの含有量が多いと、Tiの含有量を多くしなければいけなくなり、不経済であるため、Tiを含有するときのN含有量は0.005重量%以下にすべきである。

【0023】Nb: 0.005~0.020重量%

Nbは組織を微細化する働きを有する元素である。加工

性を劣化させることなく高い強度を得るためには、組織の微細化が有効である。Nbの含有量が0.005重量%未満では、所望効果を得ることはできない。一方、0.020重量%以上の多量添加では、組織微細化の効果は飽和すると共に不経済である。従って、Nbの上限を0.020重量%とした。

【0024】Ca、Zr、REM(希土類金属)

これらの元素を含有させることにより、耐食性に悪影響を及ぼすMnSを低減させることができる。また硫化物の形態制御という観点からもこれらの元素の添加は有効であり、伸びフランジ性を向上させることができる。このような効果を発揮させるためには、これらの合計がS量に対して等量以上である必要がある。一方、これらの元素を0.1重量%以上含有すると、介在物を形成し、加工性、特に伸びフランジ性を悪化させる。また、多量の添加は不経済であるため、上限を0.1重量%とした。

【0025】次に、本発明の鋼板製造条件を上述した範囲に限定した理由について説明する。まず、Cuを含有するスラブの製造を連続鋳造で行う。これは、品質、歩留、および生産性等で有利なためである。

【0026】次に、スラブを連続鋳造後1050℃以下に加熱する。これは、1050℃を越えて加熱するとCu疵が発生するためである。すなわち、スラブを連続鋳造後いったん室温あるいは800℃以下に冷却し、それを1050℃以上に再加熱して粗圧延と熱間圧延を行うプロセス(再加熱圧延法)では、Cuを含有するスラブを長時間酸化雰囲気中で加熱することになるが、Cuは酸化されない。このため、Cuはスケール直下に濃下して、ここにCu富化相が形成される。そして、このCu富化相の融点は比較的低いため、通常のスラブ加熱温度である1050℃超では、Cu富化相は融液となり、これがオーステナイト粒界に浸透して熱間圧延時に表面割れを起こし、Cu疵の発生につながり、表面性状を劣化させる。従って、本発明は、上記機構によりCu疵が発生するのを防止するために、スラブ加熱は表面温度1050℃以下に限定した。なお、鋼材の温度が高いと圧延負荷が小さく圧延効率も向上するため、スラブ内部は1050℃以上でも構わない。

【0027】次いで、粗圧延を行った後、スケールの剥離性の向上及びAr₃変態点以上の仕上げ温度確保をするために、オンライン上で粗バー表面温度が一度Ar₃変態点以下の温度まで低下した後に再加熱を開始し、Ac₃変態点以上の温度域まで再加熱する。すなわち、表面では、初めに、オーステナイト→フェライト変態が生じる。さらに、この粗圧延材を誘導加熱などの方法で再加熱し、表面温度をAc₃変態点以上にすると、フェライト→オーステナイト変態が起きる。この一連のオーステナイト→フェライト→オーステナイト変態に伴って、スケールと地鉄との界面にひずみが蓄積され、スケール

の剥離性が向上する。

【0028】このため、仕上げ圧延設備入り側に備えられた、高圧水噴射装置などのデスケリング設備により、スケールが完全に除去されることになるので、残存スケールの噛み込みなどによる表面形状の劣化が避けられる。このようにして、表面性状が良好で疲労特性に優れた高強度熱延鋼板が得られる。

【0029】次いで、熱間圧延を A_{r3} 変態点以上の仕上げ温度でおこなう。これは、仕上げ温度 A_{r3} 変態点未満の温度では、鋼板のフェライト粒にひずみ加わり、混粒組織となり延性が劣化し、プレス成形性が劣化するためである。従って、仕上げ温度は A_{r3} 変態点以上、好ましくは $800 \sim 900^\circ\text{C}$ である。

【0030】また、高強度鋼板を得るために、仕上げ圧延終了温度から 500°C 以下まで $30^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度で冷却し、 500°C 以下の温度のベイナイト変態領域で熱延鋼板を巻き取る必要がある。このようにして、本発明の製造方法によれば、疲労特性及び耐食性に優れた効果構成高強度熱延鋼板を得ることができる。

【0031】

* 20

$$\text{穴抜け率}(\lambda) = (\text{試験前後の穴径の差}) / \text{試験前の穴径} \times 100 (\%) \cdots (2)$$

なお、試験前の穴径設定値は 10mm とした。

【0033】穴抜け試験の結果、本発明鋼は、粗圧延後の再加熱をオンライン上で十分に高い仕上げ温度が確保できたため、非常に良好な加工性を示した。さらに、鋼の耐食性を調査するために、表 1 に示す薄鋼板に耐して、図 2 に示す腐食条件の腐食試験を、1 サイクルを 24 時間として、240 サイクルまで実施し、ついで鋼板の表面に発生した錆を酢酸 2 アンモニウムで除去した後、最大浸食深さをポイントマイクロメータで測定した。

【0034】耐食性の評価には、最大浸食深さが従来より用いられており、一般材の 60% 以下であることが必要である。従って、一般的に自動車足廻り部品に用いられてきた自動車構造用熱延鋼板 SAPH440 の最大浸食深さを 100 として、表 1 の各薄鋼板について最大浸食深さの比を求め、それが 60% 以下の場合に優れた耐食性であると評価し、○で示した。60% を超える場合は×で示した。

【0035】また、表面性状については、熱延鋼板の表面疵の有無により、発生無しを○で、発生したものを×で示した。さらに、疲労特性については、平面曲げ疲労試験により得られた疲労限を材料の引張強度で除した値 ($\sigma_w / T S$) が 0.5 を越えたものを○、越えないものを×で示した。表面性状と疲労特性には相関があり、表面性状の劣化が疲労特性も低下させる。

【0036】比較鋼 No. 21 は、P の添加量が本発明範囲よりも低いため、耐食性が不良であった。比較鋼 No. 25 は、Cu の添加量が本発明範囲よりも少ないた

*【実施例】以下、実施例によって、本発明をさらに詳細に説明する。表 1 に示した本発明の範囲内の化学成分組成 (チェック分析値) を有する本発明鋼 No. 1~14 および比較鋼 No. 15~20、ならびに、少なくとも一つの元素が本発明の範囲外の化学成分組成を有する比較鋼 No. 21~29 を溶製し、次いで連続鋳造法によってスラブを製造した。次に、本発明鋼 No. 1~14、および、比較鋼 No. 21~29 のスラブに対しては本発明の製造条件で、また、比較鋼 No. 15~20 のスラブに対しては、本発明の範囲外の製造条件で熱間圧延および冷却を施し、板厚 2.6mm の板厚、板幅約 700mm を有する薄鋼板を調製した。

【0032】このように調製した薄鋼板の製造条件と機械的特性は表 2 の通りである。表 2 には、耐食性、表面性状、疲労特性の評価も併せて示した。上記のようにして製造された熱延鋼板から試験材を採取し、穴抜け試験片を調製し、試験に供した。穴抜け試験については、試験前後の穴径を測定し、穴抜け率を下記 (2) 式から算出した。

め、耐食性が不良であった。

【0037】表面性状については、比較鋼 No. 15 は、スラブ加熱表面温度が本発明範囲を越えていたため、Cu 疵が多量に発生し、表面性状が不良であった。比較鋼 No. 16 は、粗圧延後の再加熱は行ったが、仕上げ温度が本発明範囲外の低い温度であったため、スケール剥離性が劣化し、スケール噛み込みによる表面疵が発生し、表面品質が劣化した。比較鋼 No. 17、18 については、粗圧延後の再加熱開始温度が本発明範囲外の高い温度であったため、スケール剥離性が劣化し、スケール噛み込みによる表面疵が発生し、表面品質が劣化した。比較鋼 No. 19、20 については、粗圧延後の再加熱を行わなかったため、本発明範囲外の低い仕上げ温度となってしまう、スケール剥離性が劣化し、スケール噛み込みによる表面疵が発生し、表面品質が劣化した。比較鋼 No. 22、23、25、27~29 は、製造条件は本発明の範囲内であるが、Cu の含有量、あるいは、 $\text{Cu} \% + 6.5 \text{P} \%$ が過多であったため、熱延鋼板表面に Cu 疵が発生し、表面性状が劣化した。

【0038】比較鋼 No. 23、24 については、P の添加量が本発明範囲よりも高いため、伸び、および穴抜け率が劣化していた。疲労特性については、表面性状に左右されるため、表面性状の劣化した鋼板では、表面疵がき裂発生部となり、満足する疲労特性が得られない。

【0039】以上のように、表 1、表 2 から鋼の化学成分組成および製造条件が 1 つでもこの発明範囲から外れると、表面性状、疲労特性、耐食性および加工性において劣化してしまう。これに対し、全ての条件がこの発明

範囲であるならば、表面性状、疲労特性、耐食性、加工 * 【0040】
性のいずれにおいても優れていることが分かる。 * 【表1】

表1 成 分

	鋼種 No.	化 学 成 分 (wt%)											Cu+ 6.5P
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo	Nb	Ti	その他	
本発明鋼	1	0.05	0.70	1.55	0.05	0.001	0.30	0.03	tr.	tr.	0.08	—	0.63
本発明鋼	2	0.06	0.75	1.40	0.06	0.001	0.29	0.03	0.19	tr.	0.07	—	0.68
本発明鋼	3	0.06	0.44	1.73	0.06	0.001	0.15	0.03	0.20	tr.	0.07	—	0.54
本発明鋼	4	0.05	0.50	1.52	0.07	0.002	0.33	0.02	tr.	tr.	tr.	—	0.79
本発明鋼	5	0.03	0.03	1.50	0.08	0.001	0.20	tr.	tr.	tr.	tr.	—	0.72
本発明鋼	6	0.03	0.03	1.50	0.09	0.001	0.35	0.03	0.20	tr.	tr.	—	0.94
本発明鋼	7	0.07	0.80	1.50	0.07	0.001	0.50	0.02	0.20	0.02	tr.	—	0.96
本発明鋼	8	0.07	0.80	1.50	0.06	0.001	0.40	0.02	0.20	tr.	0.07	—	0.79
本発明鋼	9	0.07	0.80	1.50	0.09	0.001	0.20	0.02	tr.	0.02	0.06	—	0.79
本発明鋼	10	0.05	0.04	1.50	0.08	0.001	0.40	0.02	0.17	tr.	0.08	—	0.92
本発明鋼	11	0.05	0.65	1.52	0.06	0.001	0.30	0.03	tr.	0.02	tr.	—	0.69
本発明鋼	12	0.06	0.04	1.51	0.07	0.001	0.28	0.03	tr.	tr.	0.07	Ca:0.002	0.74
本発明鋼	13	0.06	0.04	1.50	0.08	0.001	0.32	0.02	tr.	tr.	tr.	Zr:0.003	0.84
本発明鋼	14	0.05	0.04	1.50	0.07	0.001	0.25	0.02	tr.	tr.	0.07	—	0.71
比較鋼	15	0.06	0.75	1.40	0.07	0.001	0.29	0.03	0.19	tr.	0.07	—	0.75
比較鋼	16	0.05	0.50	1.52	0.05	0.002	0.33	0.02	tr.	tr.	tr.	—	0.66
比較鋼	17	0.03	0.03	1.50	0.08	0.001	0.25	tr.	tr.	tr.	tr.	—	0.77
比較鋼	18	0.07	0.80	1.50	0.05	0.001	0.20	0.02	0.20	0.02	tr.	—	0.53
比較鋼	19	0.07	0.80	1.50	0.05	0.001	0.30	0.02	0.20	tr.	0.07	—	0.63
比較鋼	20	0.05	0.04	1.50	0.08	0.001	0.28	0.02	0.17	tr.	0.08	—	0.80
比較鋼	21	0.05	0.04	1.50	0.01*	0.001	0.29	0.02	tr.	tr.	0.07	—	0.36
比較鋼	22	0.05	0.82	1.64	0.08	0.001	0.50	0.02	tr.	tr.	0.07	—	1.02*
比較鋼	23	0.05	0.77	1.66	0.11*	0.001	0.35	0.03	tr.	tr.	0.08	—	1.07*
比較鋼	24	0.05	0.77	1.57	0.11*	0.001	0.15	0.02	tr.	tr.	0.07	—	0.87
比較鋼	25	0.03	0.77	1.60	0.07	0.002	0.01*	0.03	0.20	tr.	tr.	—	0.47
比較鋼	26	0.03	0.75	1.57	0.05	0.001	0.62*	0.03	tr.	tr.	tr.	—	0.95
比較鋼	27	0.04	0.73	1.45	0.05	0.001	0.70*	0.02	0.20	tr.	0.07	—	1.03*
比較鋼	28	0.03	0.03	1.50	0.08	0.001	0.70*	0.03	tr.	0.02	tr.	—	1.22*
比較鋼	29	0.05	0.06	1.68	0.07	0.001	0.63*	0.03	tr.	tr.	tr.	—	1.09*

* は、本発明の範囲から外れていることを表す。

【0041】

【表2】

表2 製造条件

	鋼種	スラガ加熱 表面温度 (℃)	粗圧延材 加熱開始 温度(℃)	FT (℃)	CT (℃)	TS N/mm ²	E1 %	λ %	耐食 性	表面 性状	疲労 特性
本発明鋼	1	1050	790	850	400	792	18.9	93	○	○	○
本発明鋼	2	1040	790	880	440	803	18.3	103	○	○	○
本発明鋼	3	1050	780	870	380	830	17.4	96	○	○	○
本発明鋼	4	1030	780	850	400	808	22.3	89	○	○	○
本発明鋼	5	1040	790	840	480	520	35.7	140	○	○	○
本発明鋼	6	1050	790	830	420	602	28.6	125	○	○	○
本発明鋼	7	1040	790	890	500	785	21.6	97	○	○	○
本発明鋼	8	1040	780	870	460	812	17.2	93	○	○	○
本発明鋼	9	1050	790	870	430	843	19.0	88	○	○	○
本発明鋼	10	1040	790	840	420	615	30.2	129	○	○	○
本発明鋼	11	1050	790	870	370	790	19.8	86	○	○	○
本発明鋼	12	1050	790	830	440	567	32.1	143	○	○	○
本発明鋼	13	1050	790	830	440	630	29.6	131	○	○	○
本発明鋼	14	1030	790	850	420	612	32.5	145	○	○	○
比較鋼	15	1100*	780	890	450	796	17.3	101	○	×	×
比較鋼	16	1050	780	740*	440	800	19.6	71	○	×	×
比較鋼	17	1050	820*	830	500	608	31.0	125	○	×	×
比較鋼	18	1040	810*	810	420	846	17.6	82	○	×	×
比較鋼	19	1050	なし*	760*	440	804	18.9	75	○	×	×
比較鋼	20	1030	なし*	770*	480	620	25.2	98	○	×	×
比較鋼	21	1050	780	840	500	590	30.4	133	×	○	○
比較鋼	22	1050	780	870	430	807	17.2	98	○	×	×
比較鋼	23	1050	780	850	400	839	12.0	63	○	×	×
比較鋼	24	1050	790	840	470	830	11.2	60	○	○	○
比較鋼	25	1050	790	850	480	632	29.2	153	×	○	○
比較鋼	26	1050	780	850	480	618	30.6	146	○	×	×
比較鋼	27	1050	790	850	400	802	17.8	88	○	×	×
比較鋼	28	1050	790	850	460	596	28.3	139	○	×	×
比較鋼	29	1050	780	820	480	586	29.4	118	○	×	×

* は、本発明の範囲から外れていることを表す。

【0042】

【発明の効果】本発明は、化学成分及び製造条件を限定することにより、Cuを含有させた鋼を用いた場合でも、製品の品質を損なうことなく、表面性状が良好で疲労特性に優れ、かつ、耐食性に優れた高加工性高強度熱延鋼板を提供することができ、工業上、有益な効果をも

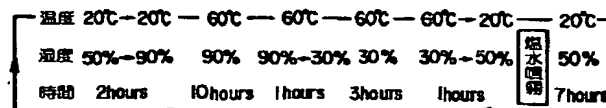
たらすものである。

【図面の簡単な説明】

【図1】再加熱圧延法における表面疵の発生に及ぼすCuとPの影響を示す図。

【図2】耐食性評価の腐食試験サイクルを表す図。

【図2】



(サンプル一枚当たりの噴霧量: 0.3g)

